روش جدید در فراوری فولاد کم‌کربن با ساختار دوپلکس مارتنزیتی- فریتی*

مهدی شبان غازانی[۱] حسین شکروش[۲]

چکیده

در تحقیق حاضر یک نوع فولاد ساده کربنی با درصد وزنی کربن ۰/۰۳۳ تا دماهای مختلفی در ناحیه پایداری فاز آستنیت گرم شده و تحت اعمال فشار بالا، به صورت پیوسته از این ناحیه تا دمای محیط سرد شد. در نتیجه اعمال این فرایند، ساختاری شامل ۸۰٪ مارتنزیت لایه ای و ۲۰٪ فریت حاصل شد. نتایج حاصل نشان داد که تاثیر تغییرات فشار هیدرواستاتیکی بر روی دمای تعادلی شروع استحاله آستنیت به فریت (Ar_3) عامل تشکیل حجم بالای فاز مارتنزیت در این فولاد بوده است. در نهایت مکانیزم فرایند تشکیل مارتنزیت در این فولاد کم کربن به صورت شماتیک تشریح شد.

واژه‌های کلیدی فولاد کم کربن، مارتنزیت، ساختار دوپلکس، سرد شدن پیوسته تحت فشار.

Novel Procedure for Production of Duplex Martensitic-Ferritic Plain Low Carbon Steels

M. Shaban Ghazani H. Shokrvash

Abstract

In the present study, plain low carbon steel with 0.033 wt.% carbon content was subjected to severe pressure during continuous cooling from austenite region. The pressure was increased gradually and then suddenly released. As a result, a microstructure composed of 80% lath martensite and 20% ferrite was produced. Results showed that the martensite formation is not only a function of the cooling rate but also the hydrostatic pressure which effects the austenite to ferrite transformation start temperature (Ar_3).

Key words Plain Low Carbon steel, Duplex Microstructure, Martensite, Cooling Under pressure.

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۳/۱۱/۲ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹۵/٤/۳۰ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشجوی دکتری دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند.

(۲) نویسنده مسئول: دانشکده مهندسی، دانشگاه مراغه.

Email: Mehdi.mse@gmail.com

DOI: 10.22067/ma.v0i29.43678

مقدمه

تاکنون جنبه‌های مختلف استحاله نفوذی آستنیت به فریت و پرلیت در مورد فولادهای میکروآلیاژی و کم کربن مورد بررسی محققین قرار گرفته است [5-1]. در مورد این فولادها نشان داده شده است که دمای شروع استحاله آستنیت به فریت (Ar_3) با افزایش سرعت سرد شدن کاهش پیدا می‌کند [6] و به عبارتی دیگر این استحاله با افزایش سرعت سرد شدن به تاخیر می‌افتد. در یک سرعت سرد شدن بحرانی که متناسب با دماغه منحنی TTT است، استحاله نفوذی آستنیت به فازهای تعادلی (فریت) متوقف می‌شود. در مورد فولادهای ساده کربنی با درصد کربن پایین تحقیقات انجام گرفته نشان داده است که به منظور توقف استحاله نفوذی آستنیت به فریت و تشکیل فاز مارتنزیت به اعمال سرعت‌های سرد شدن بسیار بالایی نیاز است. به عنوان مثال در مورد فولادی با ۰/۰۵ درصد وزنی کربن به اعمال سرعت سرد شدن بالاتر از ۱۰۰۰۰ درجه بر ثانیه نیاز است [7]. با استفاده از محیطهای سردکننده معمولی مانند آب دستیابی به چنین سرعت‌های بالایی امکان‌پذیر نیست. بنابراین در مورد این نوع فولادها، ریزساختار حاصل از سرد شدن در آب شامل محصولات حاصل از استحاله نفوذی آستنیت به فازهای دیگر است [7 و 8]. فشار هیدرواستاتیکی [9] و میدان مغناطیسی [10] از مهمترین پارامترهایی هستند که می‌توانند دمای شروع استحاله تعادلی آستنیت به فریت را تحت تاثیر قرار دهند. با افزایش فشار هیدرواستاتیکی دمای Ae_3 کاهش پیدا می‌کند [11]. به عبارت دیگر فاز آستنیت را می‌توان با اعمال فشار هیدرواستاتیکی در دماهای پایین‌تر از شرایط معمول (فشار جو که در حدود ۰/۱ مگاپاسکال است) پایدار نگه داشت. رابطه بین دمای تعادلی شروع استحاله آستنیت به فریت و فشار بصورت رابطه (۱) است زیر است [12]:

$$Ae_3\,(P) = Ae_3\,(P_0) - 1100\times(P-P_0) \qquad (۱)$$

در این رابطه P_0 فشار اتمسفر و P فشار اعمالی می‌باشند (گیگاپاسکال). بنابراین، با افزایش تدریجی فشار اعمالی بر روی نمونه در طول مدت سرد شدن پیوسته از ناحیه پایداری فاز آستنیت، می‌توان دماهای بحرانی Ae_3 و Ar_3 را به صورت پیوسته کاهش داد. در طول فرایند سرد شدن همراه با اعمال فشار، از یک طرف دمای نمونه به صورت پیوسته کاهش می‌یابد و از طرفی دیگر دماهای بحرانی با افزایش تدریجی فشار اعمالی کاهش پیدا می‌کنند. بنابراین اگر مقدار فشار اعمالی کافی باشد، دمای نمونه در طول مدت سرد شدن بالاتر از دمای تعادلی استحاله آستنیت به فریت در فشار اعمالی مربوطه ($Ar_3(P)$) قرار می‌گیرد. تحت این شرایط استحاله آستنیت به فریت به تاخیر خواهد افتاد. اگر این شرایط را بتوان تا زمانی‌که دمای نمونه (T_S) به دماهای کمتر از دمای پایان استحاله آستنیت به فریت در فشار اتمسفر (Ar_1) می‌رسد ادامه داد، می‌توان با رها کردن آنی فشار هیدرواستاتیک فاز مارتنزیت را در این فولادها فراوری کرد.

در این تحقیق با اعمال شرایط توصیف شده در ابتدا ساختار دوپلکس فریتی- مارتنزیتی با کسر بالایی از فاز مارتنزیت در یک فولاد ساده کربنی با مقدار کربن پایین به دست آمد و در نهایت این فرایند با استفاده از دیاگرام TTT توصیف و مورد بررسی قرار گرفت.

مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده در این تحقیق در جدول (۱) نشان داده شده است. از آزمون پیچش داغ تحت سرد شدن پیوسته برای تعیین دماهای بحرانی فولاد مذکور استفاده شد [15-13] که در جدول (۱) این دماها آورده شده است. در ابتدا نمونه‌هایی استوانه‌ای شکل با طول ۴۰ و قطر ۱۴ میلیمتر از ورق فولادی اولیه بریده شدند. نمونه‌ها تا دماهای مختلفی (۶۵۰، ۹۳۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد) گرم شده و در داخل کانال قالب سرد قرار داده شدند. بعد از آن سنبه فولادی بر روی نمونه‌ها قرار داده شده و نمونه‌ها تحت فشار بالا قرار گرفتند. بعد از مدت ۲ ثانیه فشار اعمالی بر روی نمونه‌ها برداشته شده و نمونه‌ها در تماس با قالب

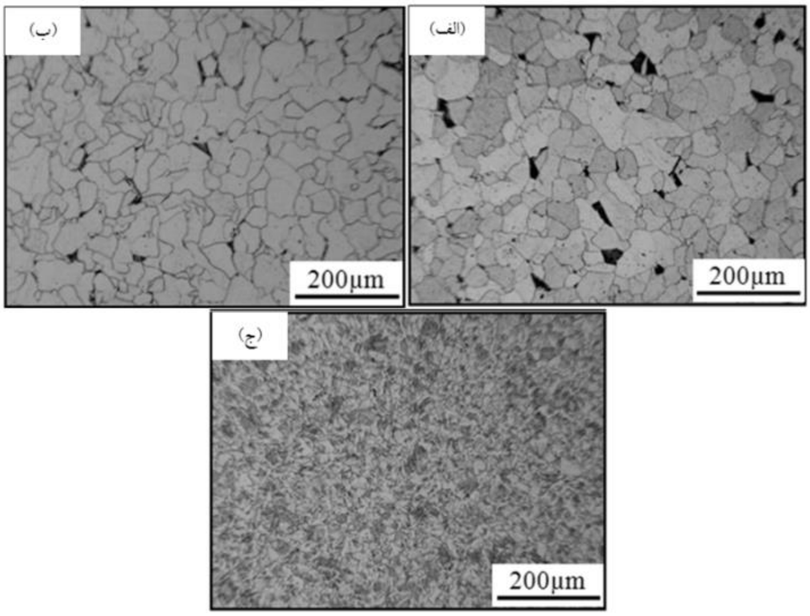
تا دمای محیط سرد شدند. بـه منظـور مطالعـه سـاختار نمونه‌ها از میکروسکوپ نوری استفاده شد. بدین منظور نمونه‌ها از وسط به دو نیم شده و مطالعـات میکروسـکوپی از مرکز نمونه‌ها انجام گرفت. به منظـور تشـخیص فـاز مارتنزیـت و فریـت در سـاختار دوفـازی از روش اچ رنگی دو مرحله‌ای استفاده شد. در این روش در مرحله اول، اچ در محلـول نایتـال ۲٪ و در مرحلـه دوم، اچ در محلول ۱۰٪ متا بی‌سولفیت سدیم انجام می‌گیرد. بعد از اچ در این محلول فاز فریت به صورت تیره رنگ و فـاز مارتنزیت زرد رنگ مشاهده می‌شود. از میکروسختی‌سنجی و پراش پرتـوی ایکـس بـه منظـور تشـخیص فازهـای حاصـل از فراینـد اعمـالی و تاییـد نتـایج حاصـل از مطالعات ریزساختاری استفاده شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) و دماهای بحرانی فولاد مورد استفاده در این تحقیق

[redacted]						
0.033	0.12	0.8	0.008	0.007	0.024	0.0038
Ae_3	880˚C	Ar_3	835 ˚C	Ar_1	745 ˚C	

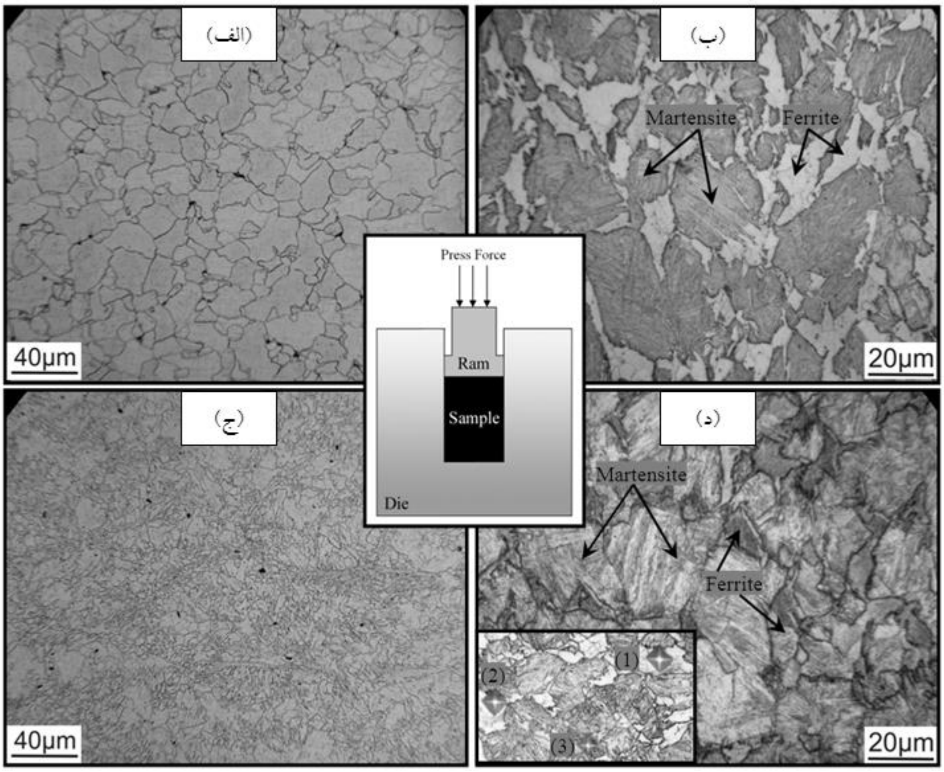
نتایج و بحث

استـحاله تحـت شـرایط نرمـال در شـکل (۱-الـف) ریزساختار اولیه فـولاد مـورد تحقیـق نشـان داده شـده است. همانطور که مشاهده می‌شـود، ریزسـاختار شـامل ۹۵٪ فاز فریت با اندازه دانه متوسط ۳۲ میکرون و بقیـه پرلیت است. در ابتدا نمونه‌های استوانه‌ای شکل با ابعـاد ذکر شده تا دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد گرم شده و بعـد از ۲۰ دقیقه نگهداری در این دما در محیط‌های مختلـف سرد شدند. همـانطور کـه در شـکل (۱-ب) نشـان داده شده است ساختار حاصل از سرد شـدن در هـوا فریـت هم‌محور است. از طرفی ساختار حاصـل از سـرد شـدن در آب مخلـوطی از فریـت ویـدمن اشـتاتن و فریـت سوزنی است که در شکل (۱-ج) نشان داده شده اسـت. نتایج مطالعات ریزساختاری تایید می‌کند که به دلیل کم بودن میزان کربن در این فولاد و نبود عناصر آلیاژی کـه بتوانند استحاله آستنیت به فریت را به تـاخیر انداختـه و دیاگرام TTT را به زمان‌های بالاتر انتقال دهنـد، تحـت شرایط سرد شدن در محیطهای مختلف و در فشار یـک اتمسفر امکان تشکیل فاز مارتنزیت در این فولاد وجـود ندارد.

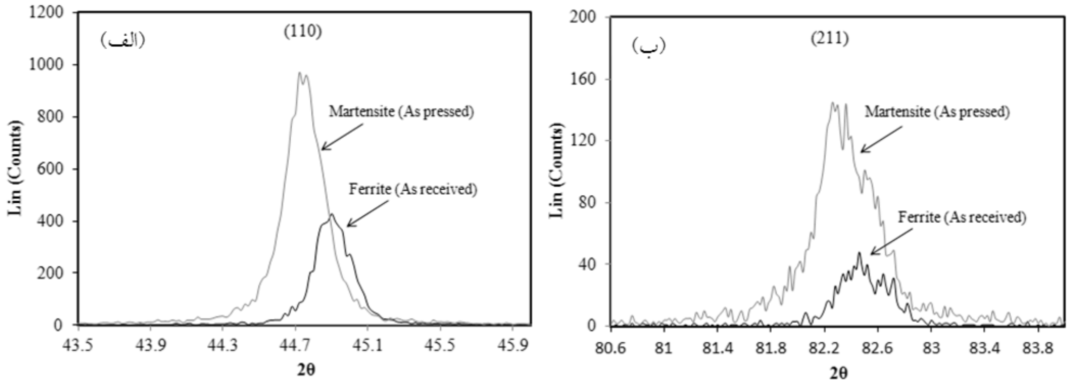


شکل ۱ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فولاد مورد تحقیق: الف) ساختار اولیه، ب) ساختار حاصل از سرد شدن از دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد در هوا و ج) ساختار حاصل از سرد شدن از دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد در آب

استحاله تحت فشار در شکل (۲) شماتیک دو بعدی از قالب مورد استفاده و همچنین ریزساختار حاصل از فرایند اعمالی در دماهای پیشگرم مختلف (٦٥۰، ۹۳۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد) نشان داده شده است. همانطورکه مشاهده می‌شود در دمای پیشگرم ٦٥۰ درجه سانتیگراد ریزساختار حاصله مشابه با ساختار اولیه و همچنین ساختار حاصل از سرد شدن در هوا دانه‌های هم محور فاز فریت است (شکل (۲–الف)). برعکس، زمانیکه دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد انتخاب می‌شود ریزساختاری شامل ۲۰٪ فریت مرزدانه‌ای و ۸۰٪ مارتنزیت لایه‌ای حاصل می‌شود (شکل (۲–ب)). مقدار سختی فاز تیره رنگ درون دانه‌ای در حدود ۳۲۰ ویکرز (نقطه ۳ در شکل (۲–د)) و سختی فاز سفید رنگ مرزدانه‌ای در حدود ۲۳۵ ویکرز (نقطه ۱ و ۲ در شکل (۲–د)) اندازه‌گیری شد. فاز تیره رنگ در شکل (۲–ب) مارتنزیت لایه‌ای و فاز سفید رنگ مرزدانه‌ای فریت هستند. اچ رنگی ساختار مربوطه در محلول متا بی سولفیت سدیم در شکل (۲–د) نشان داده شده است. همانطور که این شکل نشان می‌دهد فاز مرزدانه‌ای به صورت تیره رنگ و فاز درون دانه‌ای به صورت زرد رنگ مشاهده می‌شود. به منظور تایید نتایج سختی‌سنجی و همچنین اچ رنگی، الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه اولیه و نمونه فراوری شده در دمای پیش‌گرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد با هم مقایسه شدند. در شکل (۳) پیک‌های (۱۱۰) و (۲۱۱) این نمونه‌ها در کنار هم نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که پیک‌های مربوط به نمونه سرد شده تحت فشار نسبت به پیک‌های نمونه سرد شده بدون اعمال فشار در حدود ۰/۲ درجه به سمت زاویه‌های کمتر شیفت پیدا کرده‌اند.



شکل ۲ تصاویر میکروسکوپ نوری از ساختار فولاد فراوری شده به روش سرد شدن پیوسته تحت تغییرات فشار هیدرواستاتیکی: الف) دمای پیشگرم ٦٥۰ درجه سانتیگراد، ب) دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد، ج) دمای پیشگرم ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد و د) اچ رنگی ریزساختار در دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد به همراه محل‌های سختی‌سنجی

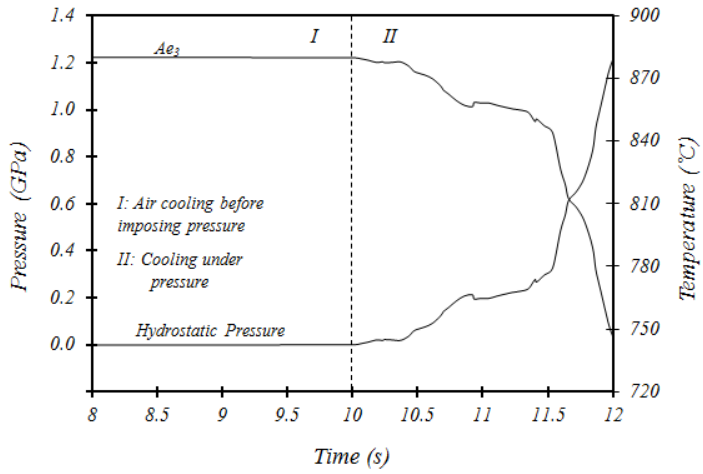


شکل ۳ مقایسه الگوهای پراش پرتوی ایکس نمونه اولیه و نمونه سرد شده از دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد تحت فشار هیدرواستاتیکی: الف) پیک (۱۱۰) و ب) پیک (۲۱۱)

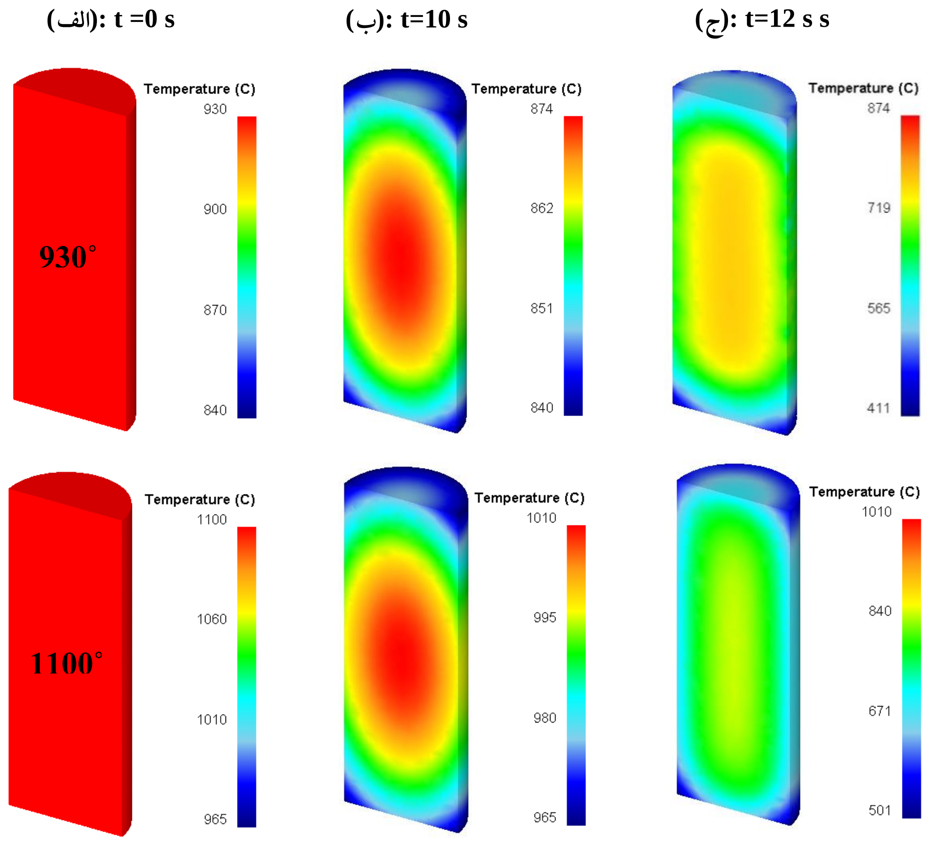
این شیفت به دلیل افزایش پارامتر شبکه ساختار بوده و در اثر قرار گرفتن و محبوس شدن اتمهای کربن در مکانهای بین نشین تتراهدرال و اکتاهدرال رخ داده است [16-18]. همانطور که قبلا مشاهده شد ریزساختار حاصل از سرد شدن در آب در این فولاد مخلوطی از فریت سوزنی و فریت ویدمن اشتاتن است. بنابراین تشکیل حجم بالایی از مارتنزیت لایه‌ای در سرعت سرد شدن پایین‌تر در این فولاد بسیار جالب بوده و نمی‌توان آن را به دلیل سرد شدن سریع دانست. به منظور تایید این گفته، در یک دمای پیشگرم بالاتر (۱۱۰۰ درجه سانتیگراد) نیز فرایند سرد شدن تحت اعمال فشار بر روی نمونه فولادی اعمال گردید و ساختار نهایی شامل ۱۰۰٪ فاز فریت حاصل شد. تصویر میکروسکوپ نوری از این ساختار در شکل (۲-ج) نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود ساختار شامل دانه‌های فریت می‌باشد که به دلیل سرعت سرد شدن بالا مرزها به صورت نامنظم می‌باشند. بنابراین اگر تشکیل مارتنزیت به دلیل سرد شدن سریع بود می‌بایستی در این دمای پیشگرم مارتنزیت بیشتری نسبت به دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد تشکیل می‌شد زیرا سرعت سرد شدن در این دما به دلیل اختلاف دمایی بالاتر بین نمونه و قالب بیشتر است. این درحالیست که ساختار حاصله ۱۰۰٪ فاز فریت است.

تغییرات دمایی در نمونه در طول فرایند در شکل (٤) تغییرات فشار هیدرو استاتیکی به همراه تغییرات دمای شروع استحاله آستنیت به فریت در طول فرایند نشان داده شده است. قبل از اعمال فشار هیدرو استاتیکی و در ده ثانیه اول فرایند، دمای شروع استحاله آستنیت به فریت (Ae_3) در حدود ۸۸۰ درجه سانتیگراد است که توسط نرم افزار ترموکلک محاسبه شده است. همانطور که مشاهده می‌شود در طول فرایند و با افزایش تدریجی فشار هیدرواستاتیکی، دمای استحاله آستنیت به فریت به تدریج کاهش یافته و در لحظه برداشتن فشار، از ۸۸۰ درجه سانتیگراد به ۷۵۰ درجه سانتیگراد کاهش پیدا می‌کند. در شکل (۵) توزیع دما در نمونه برای دو دمای پیشگرم مختلف ۱۱۰۰ و ۹۳۰ درجه و در مراحل مختلف فرایند شامل دمای نمونه در داخل کوره (شکل (۵-الف))، دمای نمونه بعد از ده ثانیه سرد شدن در هوا (شکل (۵-ب)) و دمای نمونه درست در لحظه برداشتن فشار (شکل (۵-ج) نشان داده شده است. در شکل (٦) تغییرات دمایی در نقطه مرکزی نمونه در طی فرایند اعمالی و در دو دمای پیشگرم ۱۱۰۰ و ۹۳۰ درجه سانتیگراد نشان داده شده است. در دمای پیشگرم ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد، در طول ده ثانیه سرد شدن در هوا، دما از ۱۱۰۰ به ۱۰۱۰ درجه سانتیگرا کاهش پیدا می‌کند و بعد از دو ثانیه اعمال فشار به ۸٤۷ درجه سانتیگراد

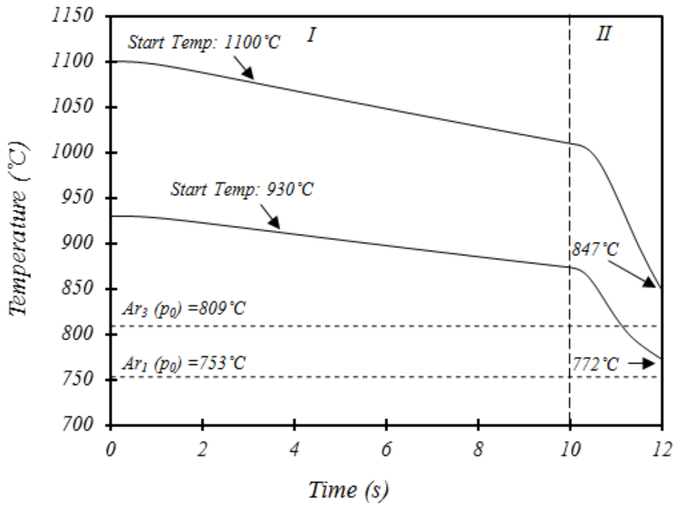
می‌رسد. این دما بالاتر از دمای استحاله استنیت به فریت در فشار یک اتمسفر است و در نتیجه تحت این شرایط فاز آستنیت پایدار است. در دمای پیشگرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد، در طول ده ثانیه سرد شدن در هوا، دما از ۹۳۰ به ۸۷۳ درجه سانتیگراد کاهش پیدا می‌کند و بعد از دو ثانیه اعمال فشار به ۷۷۲ درجه سانتیگراد می‌رسد. این دما در فشار یک اتمسفر، مابین دو دمای Ar_3 و Ar_1 است.



شکل ٤ تغییرات فشار هیدرو استاتیکی و دمای شروع استحاله آستنیت به فریت به صورت تابعی از زمان در طول فرایند



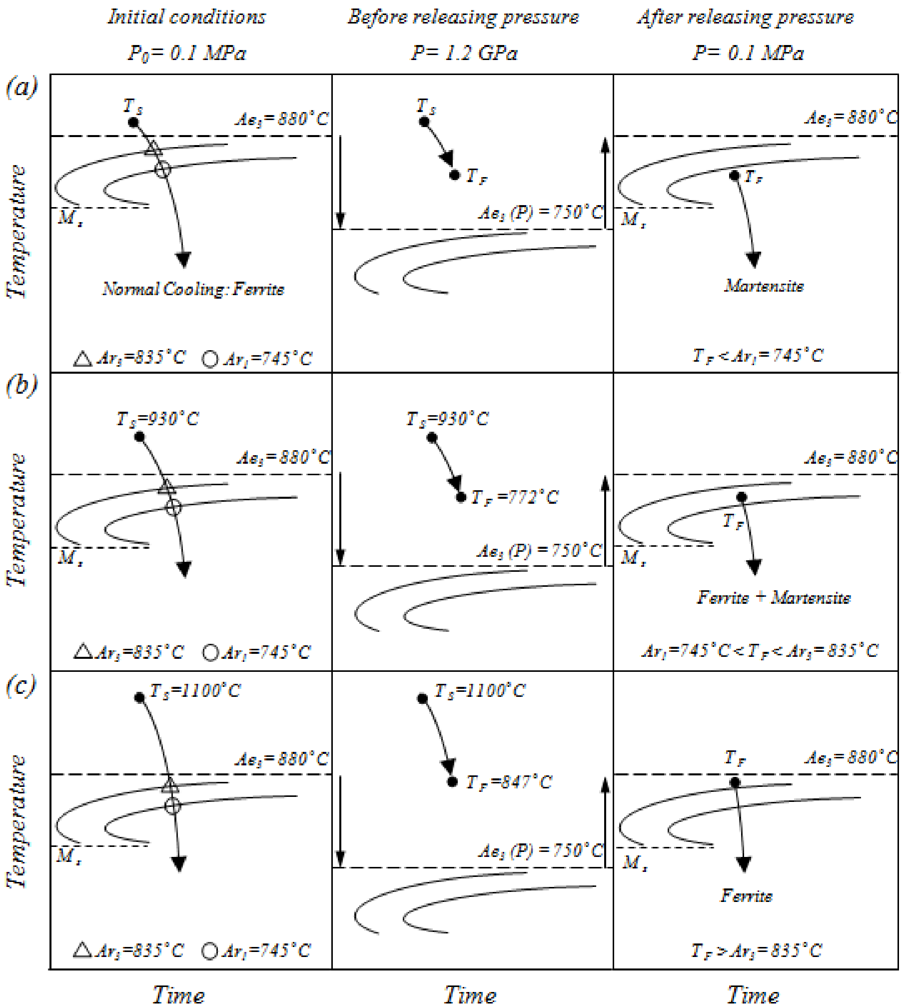
شکل ۵ توزیع دما در نمونه: الف) در کوره، ب) بعد از ده ثانیه سرد شدن در هوا و ج) درست در لحظه برداشتن فشار



شکل ٦ تغییرات دمایی در مرکز نمونه در طول فرایند و در دو دمای پیشگرم ۱۱۰۰ و ۹۳۰ درجه سانتیگراد

مکانیزم تشکیل فاز مارتنزیت سینتیک تشکیل مارتنزیت در فولادهای ساده کربنی توسط محققین مورد تحقیق و بررسی قرار گرفته است [19 و 20]. باید به این نکته اشاره کرد که تشکیل نشدن مارتنزیت در فولادهای ساده کربنی و با درصد کربن پایین در محیط‌های سردکننده معمولی مانند آب به این دلیل است که نمی‌توان دماغه منحنی‌های TTT را رد کرد و به دمای شروع تشکیل مارتنزیت (M_S) رسید. در اینجا مکانیزمی ارائه می‌شود که توسط آن حتی در سرعت‌های پایین سرد شدن می‌توان دماغه منحنی‌های TTT را رد کرد و با عبور از دمای M_S فاز مارتنزیت ایجاد کرد. در شکل (۷) شماتیکی از مکانیزم و نحوه تشکیل فاز مارتنزیت در حین فرایند سرد شدن پیوسته و تحت اعمال فشار نشان داده شده است. شرایط اولیه در ستون اول سمت چپ نشان داده شده است. در ابتدای فرایند با اعمال فشار هیدرو استاتیکی، دمای تعادلی استحاله آستنیت به فریت به دماهای پایین‌تر منتقل می‌شود. از آنجاییکه فشار هیدرواستاتیکی اعمالی در حدود ۱/۲ گیگاپاسکال است، میزان کاهش در دمای تعادلی استحاله در اثر این فشار که توسط رابطه (۱) محاسبه شده است ۱۳۰ درجه سانتیگراد است. بنابراین دمای تعادلی استحاله آستنیت به فریت از ۸۸۰ درجه سانتیگراد به ۷۵۰ درجه سانتیگراد کاهش می‌یابد. این حالت مربوط به شرایط قبل از رها کردن فشار و در ماکزیمم میزان فشار هیدرواستاتیکی اعمالی است که در ستون دوم نشان داده شده است. در انتهای فرایند، فشار به صورت آنی رها می‌شود که این عامل باعث می‌شود دمای تعادلی به صورت آنی از ۷۵۰ درجه سانتیگراد به دمای اولیه ۸۸۰ درجه سانتیگراد افزایش یابد. این شرایط در ستون سوم نشان داده شده است. همانطورکه مشاهده می‌شود دیاگرام TTT نیز با کاهش و افزایش دمای تعادلی استحاله به ترتیب به دماهای پایینتر و بالاتر منتقل می‌شود. در این شکل T_s دمای اولیه نمونه و T_f دمای نمونه درست قبل از رها شدن فشار هیدرواستاتیکی است. همانطورکه مشاهده می‌شود در تمامی موارد ساختار قبل از رها شدن فشار هیدرواستاتیکی آستنیت پایدار است (ستون دوم). ساختار نهایی حاصل از این فرایند به دمای نمونه درست قبل از رها شدن آنی فشار هیدرواستاتیکی(T_f) بستگی دارد. این دما خود با تغییر دمای اولیه نمونه و همچنین سرعت سرد شدن نمونه در تماس با قالب تغییر می‌کند. حال اگر دمای اولیه نمونه طوری انتخاب شود که دمای نمونه درست قبل از رها شدن فشار هیدرواستاتیکی کمتر از دمای پایان استحاله آستنیت به فریت در شرایط نرمال (بدون اعمال فشار،

Ar_1) شود، در پایان فرایند ساختار کاملا مارتنزیتی حاصل خواهد شد (شکل (۷–الف)). اگر دمای اولیه نمونه کمی بالاتر انتخاب شود به طوریکه درست قبل از رها کردن فشار دمای نمونه مابین دمای شروع و پایان استحاله نرمال آستنیت به فریت قرار گیرد (شکل (۷–ب)) در این حالت ساختار حاصل از فرایند مخلوطی از فاز فریت و مارتنزیت خواهد بود. این شرایط در دمای پیش‌گرم ۹۳۰ درجه سانتیگراد حاصل شده و در نتیجه آن فولاد دوپلکس فریتی و مارتنزیتی فراوری شده است. در صورتی که دمای پیش‌گرم نمونه بالاتر در نظر گرفته شود به طوریکه دمای نمونه درست قبل از رها کردن آنی فشار بالاتر از دمای شروع استحاله نرمال آستنیت به فریت (شکل (۷–ج)) باشد ساختار کاملا فریتی حاصل خواهد شد. در این تحقیق این شرایط در دمای پیش‌گرم ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد حاصل شده است. در اینجا باید به این نکته مهم اشاره کرد که برداشتن فشار در پایان فرایند باید به صورت آنی اتفاق بیفتد. اگر فشار اعمالی به صورت پیوسته و کم کم از روی نمونه برداشته شود در این صورت امکان وقوع استحاله آستنیت به فریت در حین باربرداری وجود خواهد داشت که این امر باعث کاهش درصد حجمی مارتنزیت حاصل می‌شود.



شکل ۷ مکانیزم تشکیل مارتنزیت در فولاد ساده کربنی با درصد کربن پایین در حین سرد شدن پیوسته تحت فشار هیدرواستاتیکی

نتیجه‌گیری

۱- در اثر سرد شدن پیوسته فولاد ساده کربنی از دمای ۹۳۰ درجه سانتیگراد و تحت فشار هیدرواستاتیکی ساختاری شامل ۸۰ درصد مارتنزیت لایه‌ای و ۲۰ درصد فریت حاصل شد.

۲- در دمای پیش گرم ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد ساختار حاصل از فرایند سرد شدن پیوسته تحت فشار شامل ۱۰۰ درصد فاز فریت می‌باشد. با اینکه دمای پیشگرم و در نتیجه سرعت سرد شدن نسبت به دمای ۹۳۰ درجه بالاتر است ولی فاز مارتنزیت تشکیل نمی‌شود.

۳- مارتنزیت حاصل از این فرایند نه به دلیل بالا بودن سرعت سرد شدن نمونه بلکه به دلیل تاثیر فشار هیدرواستاتیکی بر روی دمای تعادلی شروع استحاله آستنیت به فریت است. که مکانیزم این فرایند به صورت کامل تشریح شد.

مراجع

1. Azghandi S.H., Ahmadabadi V.G., Raoofian I., Fazeli F., Zare M., Zabett A., Reihani H., "Investigation on decomposition behavior of austenite under continuous cooling in vanadium microalloyed steel", *Materials and design*, Vol. 88, pp. 751-758, (2015).
2. Digges T., "Influence of austenitic grain size on the critical cooling rate of high-purity iron-carbon alloys", *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, Vol. 2, pp. 723-742, (1940).
3. Capdevila C., Caballero F.G., Anders C.G., "Austenite Grain Size Effects on Isothermal Allotriomorphic Ferrite Formation in 0.37C-1.45Mn-0.11V Microalloyed Steel", *Materials Transactions*, Vol. 44, pp. 1087-1095, (2003).
4. Carpenter K.R., Killmore C.R., "The Effect of Nb on the Continuous Cooling Transformation Curves of Ultra-Thin Strip CASTRIP© Steels", *Metals*, Vol. 5, pp. 1857-1877, (2015).
5. Bodnar R.L., Hansen S.S., "Effects of austenite grain size and cooling rate on Widmanstätten ferrite formation in low-alloy steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 25, pp. 665-675, (1994).
6. Wilson E.A.,"Theoretical calculations of kinetics of equiaxed ferrite transformations in Fe, Fe–Ni, and Fe–Cr alloys", *Materials Science and Technology*, Vol. 7, Issue 12, pp. 1089-1100, (1991).
7. Wilson E.A., "The $\gamma \rightarrow \alpha$ Transformation in Low Carbon Irons", *ISIJ International*, Vol. 34, pp. 615-630, (1994).
8. Mirzayev D.A., Schastlivtsev V.M., "The Influence of the Cooling Rate on the Kinetics of the Polymorphous Transformations in Metals", *ICOMAT 86*, Japan Institute of Metals, Sendai, pp. 282-290, (1986).
9. Merkel S., Wenk H.R., Gillet P., Mao H.K., Hemley R.J., "Deformation of polycrystalline iron up to 30GPa and 1000K", *Physics of the Earth and Planetary Interiors*, Vol. 145, pp. 239-251, (2004).
10. Kakeshita T., Saburi T., Shimizu K., "Effects of hydrostatic pressure and magnetic field on martensitic transformations", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 273-275, pp. 21-39, (1999).

11. Zhang J., Guyot F., "Thermal equation of state of iron and Fe0.91Si0.09", *Physics and Chemistry of Minerals*, Vol. 26, pp. 206-211, (1999).

12. Tonkov E.Y., Ponyatovsky E.G., "Phase transformations of elements under high pressure", *CRC Press*, (2005).

13. Rakhshkhorshid M., Seyed H.H., Monajatzadeh H., "The use of hot torsion testing for determination of critical temperatures of API X65 steel", *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, pp. 291-29, (2015).

14. Alberto Moriera J.J., Henrique L., Balancin O., "Ultra Grain Refinement During the Simulated Thermomechanical-processing of Low Carbon Steel", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 1, pp. 141-147, (2012).

15. Gautam J., Miroux A., Moerman J., Barbatti C., Liempt P.V., Kestenes A., "Determination of the nonrecrystallisation temperature (Tnr) of austenite in high strength C–Mn steels", *Materials Science Forum*, Vol. 706-709, pp. 2722-2727, (2012).

16. Chen P.C., Winchell P.G., "Martensite lattice changes during tempering", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 11, pp. 1333-1339, (1980).

17. Michal G.M., Ernst F., Kahn H., Cao Y., Oba F., Agarwal N., Heuer A.H., "Carbon supersaturation due to paraequilibrium carburization: Stainless steels with greatly improved mechanical properties", *Acta Materialia*, Vol. 54, pp. 1597- 1066, (2006).

18. Chen P.C., Hall B.O., Winchell P.G., "Atomic displacements due to C in Fe Ni C martensite", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 11, pp. 1323- 1331, (1980).

19. Raghavan V., Cohen M., "Measurement and interpretation of isothermal martensitic kinetics", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 2, pp. 2409- 2418, (1971).

20. Bohemen S.M.C., Sietsma J., "Effect of composition on kinetics of athermal martensite formation in plain carbon steels", *Materials Science and Technology*, Vol. 25, pp. 1009-1012, (2009).